

(19) 日本国特許庁 (J P)

(12) 公開特許公報 (A)

(11) 特許出願公開番号

特開2000-100622

(P2000-100622A)

(43) 公開日 平成12年4月7日 (2000.4.7)

(51) Int.Cl. ⁷	識別記号	F I	テマコード* (参考)
H 0 1 F 10/12		H 0 1 F 10/12	5 D 0 3 3
G 1 1 B 5/127		G 1 1 B 5/127	F 5 D 0 9 3
5/31		5/31	C 5 E 0 4 9

審査請求 未請求 請求項の数 9 O L (全 11 頁)

(21) 出願番号	特願平10-263855	(71) 出願人	000005821 松下電器産業株式会社 大阪府門真市大字門真1006番地
(22) 出願日	平成10年9月18日 (1998.9.18)	(72) 発明者	平本 雅祥 大阪府門真市大字門真1006番地 松下電器産業株式会社内
		(72) 発明者	松川 望 大阪府門真市大字門真1006番地 松下電器産業株式会社内
		(74) 代理人	100095555 弁理士 池内 寛幸 (外1名)

最終頁に続く

(54) 【発明の名称】 磁性薄膜およびこれを用いた磁気ヘッド

(57) 【要約】

【課題】 高周波特性に優れた高飽和密度の軟磁性材料を提供する。

【解決手段】 組成式 $(M_aX_b)_{100-d}A_d$ (但し、MはFe、CoおよびNiから選ばれる少なくとも1種の磁性金属であり、XはMg、Ca、Sr、Ba、Si、Ge、Sn、AlおよびGa、ならびにFe、CoおよびNiを除く遷移金属から選ばれる少なくとも1種の元素、AはOおよびNから選ばれる少なくとも1種の元素、a、bおよびdは、 $2 \leq b \leq 8$ 、 $a+b=100$ 、 $10 \leq d \leq 10$ を満たす範囲の数値) により示され、一層当たりの厚みDmが、 $50 \text{ nm} \leq D_m \leq 500 \text{ nm}$ の範囲にある磁性層と、前記M、前記Xおよび前記磁性層よりも多くの酸素を含有し、一層当たりの厚みDnが $2 \text{ nm} \leq D_n \leq 10 \text{ nm}$ の範囲にある中間層とを交互に積層して磁性薄膜とする。

1

【特許請求の範囲】

【請求項1】 組成式 $(M_aX_b)_{100-d}A_d$ (但し、MはFe、CoおよびNiから選ばれる少なくとも1種の磁性金属であり、XはMg、Ca、Sr、Ba、Si、Ge、Sn、AlおよびGa、ならびにFe、CoおよびNiを除く遷移金属から選ばれる少なくとも1種の元素、AはOおよびNから選ばれる少なくとも1種の元素、a、bおよびdは、 $2 \leq b \leq 8$ 、 $a+b=100$ 、 $0 \leq d \leq 10$ を満たす範囲の数値)により示され、一層当たりの厚みDmが、

$$50 \text{ nm} \leq Dm \leq 500 \text{ nm}$$

の範囲にある磁性層と、

前記Mと、前記Xと、前記磁性層よりも多くの酸素とを含有し、

一層当たりの厚みDnが、

$$2 \text{ nm} \leq Dn \leq 10 \text{ nm}$$

の範囲にある中間層とが交互に積層されたことを特徴とする磁性薄膜。

【請求項2】 磁性層が、窒素を含有し、さらに γ' -Fe₄Nの非晶質または微結晶を含む請求項1に記載の磁性薄膜。

【請求項3】 磁性層が、組成式 $(M_a(Si_{100-c}X'_c)_b)_{100-d}O_d$ (但し、X'はGe、Sn、AlおよびGa、ならびにFe、CoおよびNiを除く遷移金属から選ばれる少なくとも1種の元素、bは $3 \leq b \leq 8$ 、cは $0 \leq c \leq 50$ を満たす範囲の数値)により示され、一層当たりの厚みDmが、

$$50 \text{ nm} \leq Dm \leq 150 \text{ nm}$$

の範囲にある請求項1に記載の磁性薄膜。

【請求項4】 MがFeである請求項1～3のいずれかに記載の磁性薄膜。

【請求項5】 磁性層が、柱状または針状の磁性結晶粒を含み、前記磁性結晶粒の平均結晶幅dwが、 $5 \text{ nm} \leq dw \leq 100 \text{ nm}$

の範囲にある請求項1～4のいずれかに記載の磁性薄膜。

【請求項6】 中間層が、平均結晶粒径dgを $1 \text{ nm} \leq dg < Dn$

の範囲とする微結晶粒を含む請求項1～5のいずれかに記載の磁性薄膜。

【請求項7】 中間層上に形成された磁性層における前記中間層側から前記磁性層の厚みの $1/3$ までを初期形成層とすると、前記初期形成層が、前記磁性層の酸素および窒素の合計含有率よりも高い酸素および窒素の合計含有率を有する請求項1～6のいずれかに記載の磁性薄膜。

【請求項8】 磁性層一層当たりの最短膜幅Dfwが、 $Dm \leq Dfw \leq 30 \mu\text{m}$

の範囲にある請求項1～7のいずれかに記載の磁性薄膜。

2

【請求項9】 請求項1～8のいずれかに記載の磁性薄膜を含むことを特徴とする磁気ヘッド。

【発明の詳細な説明】

【0001】

【発明の属する技術分野】本発明は、ハードディスク装置(HDD)の記録ヘッド、磁気再生ヘッド、磁気インピーダンスセンサーを始めとする磁気センサーや、磁気コイル、インダクター等の磁気回路部品等で用いられる高飽和磁束密度の磁性薄膜、およびこのような磁性薄膜を用いた磁気ヘッドに関するものである。

【0002】

【従来の技術】近年、HDDの記録最高周波数の伸びは著しく、また高密度記録媒体は高保磁力化に向かっている。このために、記録ヘッド材料には高い飽和磁束密度とともに高い抵抗率 ρ 、さらに微細な形状に加工後も適度な軸異方性を持ち、高周波帯域における透磁率 μ が高い磁性材料が要求されている。

【0003】

【発明が解決しようとする課題】これらの要求に応えるために、発明者らは、 $M_1X_1A_1/M_2X_2A_2$ (Mは磁性金属、Xは非磁性金属あるいは半金属、AはOまたはN)で示される多層膜を開発した(特願平10-249360号)。ところが、 $M_1X_1A_1/M_2X_2A_2$ 多層膜は、磁性層中の元素X₁および中間層中の元素X₂の含有量が少ない組成領域で高周波帯域における透磁率が低いというさらに改善すべき課題があった。

【0004】本発明は、上記課題を解決し、特に、X₁の含有量が少ない組成領域においても高周波帯域における透磁率が改善された高飽和磁束密度の磁性薄膜、およびこの磁性薄膜を用いた磁気ヘッドを提供することを目的とする。

【0005】

【課題を解決するための手段】前記目的を達成するために、本発明の磁性薄膜は、組成式 $(M_aX_b)_{100-d}A_d$ (但し、MはFe、CoおよびNiから選ばれる少なくとも1種の磁性金属であり、XはMg、Ca、Sr、Ba、Si、Ge、Sn、AlおよびGa、ならびにFe、CoおよびNiを除く遷移金属から選ばれる少なくとも1種の元素、AはOおよびNから選ばれる少なくとも1種の元素、a、bおよびdは、 $2 \leq b \leq 8$ 、 $a+b=100$ 、 $0 \leq d \leq 10$ を満たす範囲の数値)により示され、一層当たりの厚みDmが、 $50 \text{ nm} \leq Dm \leq 500 \text{ nm}$ の範囲にある磁性層と、前記Mと、前記Xと、前記磁性層よりも多くの酸素とを含有し、一層当たりの厚みDnが、 $2 \text{ nm} \leq Dn \leq 10 \text{ nm}$ の範囲にある中間層とが交互に積層されたことを特徴とする。

【0006】なお、本明細書において、遷移金属とは、3A族元素～7A族元素、8族元素、1B族元素および2B族元素をいうものとする。また、添え字a、b、dおよび後出のcは、すべて原子%を示すための数値であ

10

20

30

40

50

3

る。

【0007】本発明の磁性薄膜は、上記のように、Xが
少ない（bが小さい）組成領域とすることにより、高い
飽和磁束密度を実現している。その一方、bを小さくす
ることで生じやすくなる磁性層間の磁性結晶粒の直接的
な結合を、上記範囲の厚みを有する磁性層および中間層
を用いることにより抑制している。その結果、強い静磁
結合が実現され、高周波特性が改善されたと考えられ
る。

【0008】本発明の磁性薄膜において、Mは、具体的 10
には、Fe、FeCo合金またはFeCoNi合金である
ことが好ましい。

【0009】磁性層中に含まれるXおよびAは、耐食性
を向上させる、磁性金属の結晶粒を微細化する、磁性結
晶粒の結晶磁気異方性を低減させる、磁歪を小さくす
る、といった効果のうち少なくとも一つを提供する。例
えば、MがFeの場合、Xとしては、それぞれの添加量
にもよるが、Zn、Pt、Rh、Ru等は耐食性を高
め、Cr、Ge、Ga、V、Al、Si、Ti、Moは 20
結晶磁気異方性を低減させ、Ti、Si、Snは磁歪を
下げる。Xは、1種類でも効果があるが、2種以上の複
合添加でも、さらに結晶粒径を下げる作用が顕著にな
る。さらにAを添加することにより、結晶粒径をより微
細化し、軟磁気特性を向上させることができる。

【0010】しかし、bが8より大きくなる程度にXを
添加したり、dが10よりも多くなる程度にAを添加す
ると、飽和磁束密度（Bs）が著しく低下する。

【0011】上記磁性薄膜においては、磁性層の厚み
（Dm）が50nmより小さくなるとBsの低下が著し
くなる。一方、Dmが500nmより大きくなると十分 30
な静磁結合を実現できない。静磁結合が十分でないと、
例えば磁性薄膜が最短幅数百nm程度に微細加工された
状態において、良好な高周波特性が得られない。また、
中間層の厚み（Dn）が2nmよりも小さくなると、磁
性層間の分離が不十分となり軟磁気特性が劣化する。一
方、Dnが10nmよりも大きくなると磁性層間の静磁
結合が弱まるとともにBsの低下が顕著になる。

【0012】本発明の磁性薄膜においては、磁性層が窒
素（N）を含有するときには、この磁性層中に、 γ' -
Fe₄Nの非晶質または微結晶が含まれると、磁性薄膜 40
の軟磁気特性そのものを改善することが可能となる。こ
れは、磁性層中に形成されたFe₄N非晶質あるいは微
結晶が、成膜時および熱処理時の磁性結晶粒の粒成長を
抑制し、磁性層全体の見かけの結晶磁気異方性を抑制す
るいわゆる微細化効果が生じるためと考えられる。

【0013】また、本発明の磁性薄膜においては、磁性
層が、組成式（M_a（Si_{100-c}X'）_c）_b）_{100-d}O_d（但
し、X'はGe、Sn、AlおよびGa、ならびにFe、CoおよびNiを除く遷移金属から選ばれる少なく
とも1種の元素、bは3≤b≤8、cは0≤c≤50を 50

4

満たす範囲の数値）により示され、一層当たりの厚みD
mが、

$$50\text{ nm} \leq D_m \leq 150\text{ nm}$$

の範囲にあることが好ましい。

【0014】このように、磁性層内に含まれるSiおよ
びX'の含有量を上記範囲とすることにより、主として
磁性層の磁性結晶粒内に一部固溶するSiのために、磁
性結晶粒の結晶磁気異方性を下げるとともに、磁歪の増
大を最小に押さえることができる。その結果、高周波帯
域でも優れた透磁率を有する磁性薄膜を実現できる。

【0015】また、特に、酸化物生成自由エネルギーが
Fe、Co、Niよりも小さいSi、Ge、Al、G
a、Ti、V、Cr等の元素（7A族元素、8族元素お
よび1B族元素を除く上記X）が磁性層に所定量含有さ
れることにより、中間層の熱安定性が向上する。これ
は、磁性層中の上記元素が、中間層に含まれ熱的に不安
定なM元素の酸化物から磁性層内に向かって拡散する酸
素元素を、中間層近傍で捕まえることにより磁性層内部
への拡散を抑制するためであると考えられる。また、生
成した酸化物が、中間層からの酸素拡散を抑制するバリ
ア層として作用するためでもあると考えられる。

【0016】この磁性薄膜においては、bが3より少な
いと、Si等による結晶磁気異方性エネルギーの低減効
果が十分には得られず、熱安定性にも欠けることとな
る。またcが50よりも大きくなると上述のSiによる
効果が十分には得られない。

【0017】上記磁性薄膜においては、MがFeである
ことが好ましい。高い飽和磁束密度とともに比較的低い
磁歪を実現し易いからである。このような磁性材料をH
DDの記録ヘッド部に用いると、ディスクとの接触等に
伴って生じる記録ノイズを抑制することができる。

【0018】また、上記磁性薄膜においては、磁性層
が、柱状または針状の磁性結晶粒を含み、この磁性結晶
粒の平均結晶幅dw（基板面に平行な面での平均結晶粒
径）が、

$$5\text{ nm} \leq dw \leq 100\text{ nm}$$

の範囲にあることが好ましい。さらに高い飽和磁束密度
と高周波帯域におけるさらに優れた透磁率が実現できる
からである。dwを5nmよりも小さくすると、結晶粒の
粒界が増大してBsの低下が顕著になる。一方、dwを
100nmよりも大きくすると、例えば磁性薄膜を最短
幅が数百nmとなる程度に微細加工して使用する場合、
結晶粒径のサイズと最短幅が同程度になる。このため
に、磁性薄膜の磁化困難軸方向が、磁性結晶粒の磁化困
難軸の影響を強く受けるために、デバイスとして好まし
い方向に磁化困難軸を形成することが困難となる。

【0019】上記磁性薄膜においては、中間層が、平均
結晶粒径dgを

$$1\text{ nm} \leq dg < D_n$$

の範囲とする微結晶粒を含むことが好ましい。このよう

5

な微結晶粒の一部が中間層に含まれていてもよい。上記微結晶粒のサイズが D_n 以上になると、磁性層間の分離が困難となって磁性薄膜の軟磁気特性が劣化する。なお、中間層は、基本的には非晶質でもよいが、上記のように、中間層幅よりも小さな微結晶を含む形態とすることにより、微結晶を核として成長する柱状あるいは針状の結晶が微細化しやすく、上記好ましい平均結晶幅を有する磁性層を形成することができる。

【0020】また、上記磁性薄膜においては、中間層上に形成された磁性層における前記中間層側から前記磁性層の厚みの $1/3$ までを初期形成層とすると、前記初期形成層が、前記磁性層の酸素および窒素の合計含有率よりも高い酸素および窒素の合計含有率を有することが好ましい。このような磁性薄膜では、初期形成層が酸素および/または窒素により微細化されているために、主として初期形成層を核として成長する残りの磁性層における磁性結晶粒の結晶幅が全体に微細化される。従って、磁性薄膜の軟磁気特性が向上するとともに、磁性層全体に酸素および窒素を多く含有させた膜よりも、 B_s を高く維持することが可能となる。

【0021】また、上記磁性薄膜においては、磁性層一層当たりの最短膜幅を D_{fw} とすると、 $D_m \leq D_{fw} \leq 30 \mu m$

であることが好ましい。ここで、最短膜幅とは、膜面内方向における磁性層の最短部の長さを意味する。このような磁性薄膜では、微細な形状に加工しても高周波帯域における良好な特性を実現できる。

【0022】 D_{fw} が、磁性層一層の膜厚 D_m よりも短くなると、反磁界によって磁化が膜面内近傍から膜面に垂直の方向へと傾く傾向が生まれ、軟磁気特性が劣化する。また、上記のように D_{fw} を $30 \mu m$ 以下とすることにより、磁性層内の磁化の向きが最短膜幅方向に向きやすくなり、その結果、微細化された磁性薄膜の磁化方向をサイズによって制御して強磁性共鳴による高周波特性の劣化を抑制することができる。

【0023】また、上記目的を達成するために、本発明の磁気ヘッドは、上記磁性薄膜を含むことを特徴とする。

【0024】

【発明の実施の形態】本発明の磁性薄膜は、低ガス圧雰囲気において形成することが好ましい。このような成膜法としては、特に限定するものではないが、例えば高周波(RF)マグネトロンスパッタリング法、直流(DC)スパッタリング法、対向ターゲットスパッタリング法、イオンビームスパッタリング法等に代表されるスパッタリング法や、各種の蒸着法を挙げることができる。

【0025】例えばスパッタリング法による場合には、まず、磁性層、中間層それぞれの成膜後の組成を考慮して合金ターゲットの組成を決定し、この合金ターゲットを、不活性ガス中でスパッタリングして基板上に磁性層

6

と中間層とを交互に成膜することにより、磁性薄膜を製造することができる。この場合、合金ターゲット上に、添加元素ペレットを配置してスパッタリングしてもよく、添加元素の一部をガス状態で装置内に導入する反応性スパッタリング法を適用してもよい。なお、放電を行う電極は、組成によっては1基でも構わない。

【0026】このようなスパッタリング法を適用する場合には、放電ガス圧、放電電力、基板の温度、基板のバイアス状態、ターゲット上および基板近傍の磁場値、ターゲット形状、基板への入射粒子の方向、ならびに放電ガスの種類といった成膜条件を制御することにより、形成する磁性薄膜の構造とともに、見かけの熱膨張係数、基板とターゲットとの位置による膜特性の相違等を制御することができる。成膜直後の磁性薄膜は必要に応じて、磁界中または無磁界中において所定の温度で熱処理してもよい。この場合、熱処理雰囲気は、真空中あるいは不活性ガス中が好ましく、熱処理温度は $100 \sim 350^\circ C$ が好ましい。

【0027】以上に説明したような磁性薄膜は、磁気センサー、磁気回路部品等の磁気デバイスに好適に用い得るが、特に、MIG (Metal In Gap) ヘッド、LAMヘッド(積層型ヘッド; Lamination Head) およびハードディスク用ヘッド等の磁気ヘッドとして好適に用いることができる。

【0028】以下、このような磁気ヘッドの例について図面を参照しながら説明する。

【0029】図1に示したMIGヘッドは、フェライトからなる磁気コア1の磁気ギャップ4近傍に、本発明の磁性薄膜2を備えている。磁気ギャップ4は、両側よりガラス3により挟持されている。また、孔6は、図示を省略する電磁コイルを通過させるために形成されたものである。

【0030】図2に示したLAMヘッドは、非磁性体11により本発明の磁性薄膜16が挟持された構造を有している。磁性薄膜16は、絶縁層17との積層体として用いられる。この積層体は、磁気ギャップ12と直交するように形成され、また積層された断面がテープ走行面13に面するように配置されている。この磁気ヘッドにも、図1の磁気ヘッドと同様、電磁コイルを巻き付けるための孔14が形成される。

【0031】図3に示したハードディスク用ヘッドは、基板40上に、再生下部シールド膜39、再生下部ギャップ膜38、GMR (Giant Magnetoresistance) 膜33および硬質磁性膜35、再生上部ギャップ膜34、再生上部シールド膜兼下部記録磁極36、記録ギャップ膜32が順に形成されている。また、硬質磁性膜35と再生上部ギャップ膜34との間には、GMR部33に向かって両側から端子37が介在している。さらに、記録ギャップ膜32上には、所定の膜厚42を備え、幅を記録幅41とする上部記録磁極31が形成されている。

7

【0032】本発明の磁性薄膜を用いた磁気ヘッドでは、高周波帯域、特に50MHz以上の磁気記録において優れた記録特性を実現できる。

【0033】

【実施例】以下の実施例において、各薄膜は、RFマグネトロンスパッタリング法、あるいはDCマグネトロンスパッタリング法を用いて作製した。膜構造はX線回折(XRD)を用いて測定し、透過型電子顕微鏡(TEM)を用いて観察した。組成分析はEPMAにより評価した。また、透磁率は1ターンコイル、飽和磁束密度はVSMにより評価した。以下、実施例の詳細を記す。

【0034】(実施例1)本実施例では、磁性層をFe(Si)N、中間層をFe(Si)ONとする磁性薄膜を中心に、高周波での透磁率が最適となる組成範囲、磁性層厚、中間層厚、微細構造等について調査した。なお、()内の成分はサンプルによっては含まれない。

【0035】成膜条件は次の通りである。

基板：非磁性セラミックス基板

基板温度：200℃

ターゲット：FeまたはFeSi合金ターゲット

成膜時基板：回転

ターゲットサイズ：3インチ

放電ガス圧：3mTorr

(表1)

サンプル	b	透磁率 (10MHz)	
		単層膜	多層膜
a a	0	1500	500
a b	1	1500	1000
a c	2	1700	3000
a d	3	2000	4000
a e	5	2000	4000
a f	8	1500	3500

【0039】表1に示したように、bが2以上であるサンプルa c～サンプルa fの多層膜において、高い透磁率が得られた。また、いずれのサンプルにおいても、飽和磁束密度Bsは1.7T以上であった。なお、磁性層内のN含有率を示すdは、いずれのサンプルにおいても3～10程度であった。

【0040】また、表1に示した測定値は成膜直後の値であるが、作製したサンプルを300℃で熱処理した後も、基本的な傾向は表1と同じであった。

【0041】また、成膜時の基板温度を室温に変更して作製したところ、いずれのサンプルも初透磁率が1～5割程度減少した。X線回折により膜の微細構造を調べた結果、基板温度を200℃として作製した磁性膜は、いずれも $r'-Fe_4N$ の非晶質または微結晶の回折線が観

8

放電電力：300W

スパッタリングガス

：磁性層Ar+N₂：窒素流量比(N₂/(Ar+N₂))6%

：中間層Ar+O₂+N₂：酸素流量比(O₂/(Ar+O₂))25%

【0036】膜の形成は、同一の磁性薄膜に関しては同一のFeターゲットまたはFeSi合金ターゲットを使用しながら、磁性層はAr+N₂混合ガス雰囲気中で、中間層はこの雰囲気さらに連続的にO₂ガスを導入することにより実施した。このようにして、膜厚100nmの磁性層(Fe(Si)N)と、膜厚6nmの中間層(Fe(Si)ON)とを交互に10層ずつ積層して、膜厚約1μmの磁性多層膜を作製した。いずれの磁性多層膜においても、中間層には磁性層よりも多くの酸素が含まれていた。また比較のために、厚さ1μmの単層の磁性層からなる単層膜を作製した。

【0037】磁性層を(Fe_aSi_b)_{100-d}N_d(ただし、a+b=100、0≤d≤10)なる組成式で表した場合のbの値と、単層膜および多層膜の10MHzにおける初透磁率との関係を表1に示す。

【0038】

察された。一方、室温で作製した膜からはこれらの回折線がほとんど観察されなかった。従って、磁性層中に $r'-Fe_4N$ が存在することが好ましいことがわかる。

【0042】なお、上記磁性薄膜は、bの値が8より多くても多層化による透磁率の向上が確認できたが、Bsは1.6T程度までに低下した。

【0043】また、上記と同様、厚さ100nmの磁性層と厚さ6nmの中間層とを積層した磁性薄膜を、ターゲットの組成およびスパッタリングガスを変更して種々成膜した結果、(M_aX_b)_{100-d}A_d(MはFe、CoおよびNiから選ばれる少なくとも1種の磁性金属、XはMg、Ca、Sr、Ba、Si、Ge、Sn、AlおよびGaならびに前記Mを除く遷移金属から選ばれる少なくとも1種の元素、AはOおよびNの少なくとも1種、

50

9

a、b、cは $2 \leq b \leq 8$ 、 $a+b=100$ 、 $0 \leq d \leq 10$ の組成範囲である磁性層と、前記Mおよび前記Xを含有し、かつ前記磁性層よりも酸素を多く含有する中間層とを用いると、優れた高周波特性が得られることが確認できた。

【0044】さらに、 N_2 流量比を変化させてdが上記範囲となるように作製した単層膜と多層膜とを比較したところ、多層膜においては、透磁率が窒素含有率の影響を受けにくいことが明らかになった。このように、多層膜においては、窒素含有率が広い範囲で優れた透磁率を示すために、量産時、特に比較的大面積で磁性薄膜を形成する場合に、歩留まりの向上が期待できる。

【0045】次に、bの値を2に固定し、成膜時の放電ガス圧を0.8mTorr～8mTorrの範囲で変化させて多層膜を作製し、その透磁率について調査した。その他の成膜条件は上記と同じである。

(表2)

サンプル	結晶幅 dw [nm]	透磁率 (10MHz)
b a	4	300
b b	5	1000
b c	10	4000
b d	20	3000
b e	100	2000
b f	200	400

【0049】表2に示したように、磁性層中に柱状または針状の磁性結晶粒が含まれ、その磁性結晶粒の平均結晶幅dwが、 $5 \text{ nm} \leq dw \leq 100 \text{ nm}$ の範囲にあるときに優れた高周波特性が得られることが確認された。

【0050】次に、bの値を3に固定して、磁性層の厚

(表3)

サンプル	磁性層膜厚 Dm [nm]	中間層膜厚 Dn [nm]	透磁率 (10MHz)
c a	30	6	3000
c b	50	6	5000
c c	100	6	4000
c d	500	6	3000
c e	600	6	2000

【0052】表3に示したように、磁性層の膜厚が $50 \text{ nm} \leq Dm \leq 500 \text{ nm}$ の範囲で優れた高周波特性を得ることができた。一方、サンプルc eの透磁率は表1に

(表4)

10

【0046】作製した磁性膜の膜断面のTEM観察により、それぞれの結晶サイズを調べた。成膜した多層膜の磁性層は、柱状ないし針状の磁性結晶粒を母相としており、磁性結晶粒の高さは磁性層の厚みとほぼ一致していた。

【0047】磁性結晶粒の結晶幅と10MHzにおける初透磁率との関係を表2に示す。ここで、磁性結晶粒の結晶幅dwは、柱状品を円柱と仮定した場合にはその柱の直径、回転楕円体と仮定した場合にはその楕円体の短軸の長さを記している。なお、断面TEMで観察できるTEM写真は、柱状の任意の断面を見ているために、測定した長さに $4/\pi$ 倍した値を結晶幅dwとすることにより、膜面に平行に観察した場合の結晶粒のサイズへの補正を行った。

【0048】

みと中間層の厚みとを種々変更して多層膜の初透磁率を調査した。その他の成膜条件は上記と同じである。結果を表3および表4に示す。

【0051】

示した単層膜の透磁率と同程度であり、サンプルc aにおいては飽和磁束密度の低下が大きくなった。

【0053】

サンプル 磁性層膜厚 中間層膜厚 透磁率

11

12

	Dm [nm]	Dn [nm]	(10MHz)
d a	100	1	300
d b	100	2	2500
d c	100	6	4000
d d	100	10	3000
d e	100	15	1500

【0054】表4に示したように、中間層の膜厚が $2\text{ nm} \leq Dn \leq 10\text{ nm}$ の範囲で優れた高周波特性を得ることができた。一方、サンプルd aは、TEM観察の結果、磁性結晶粒が十分分離できていないことが確認された。また、サンプルd eにおいては初透磁率が単層膜以下であり、飽和磁束密度の低下も著しい。

【0055】以上の結果から、優れた飽和磁束密度と磁気特性とを得るためには、 $50\text{ nm} \leq Dm \leq 500\text{ nm}$ かつ $2\text{ nm} \leq Dn \leq 10\text{ nm}$ であることが好ましいことが確認できた。

【0056】（実施例2）本実施例では、磁性層をFe(Si)(O)、中間層をFe(Si)Oとする磁性薄膜を中心、高周波での透磁率が最適となる組成範囲、磁性層厚、中間層厚、微細構造等について調査した。なお、()内の成分はサンプルによっては含まれない。

【0057】成膜条件は次の通りである。

基板：非磁性セラミックス基板

基板温度：室温

ターゲット：FeターゲットまたはFeSi合金ターゲット

成膜時基板：固定

ターゲットサイズ：3インチ

(表5)

放電ガス圧：8mTorr

放電電力：300W

スパッタリングガス

：磁性層Ar

：中間層Ar+O₂：酸素流量比(O₂/(Ar+O₂))=25%

【0058】膜の形成は、同一の磁性薄膜に関しては同一のFeターゲットまたはFeSi合金ターゲットを使用しながら、磁性層はArガス雰囲気中で、中間層はこの雰囲気さらに連続的にO₂ガスを導入することにより実施した。このようにして、膜厚100nmの磁性層(Fe(Si)(O))と、膜厚6nmの中間膜(Fe(Si)O)とを交互に10層ずつ積層して、膜厚約1μmの磁性多層膜を作製した。いずれの磁性多層膜においても、中間層には磁性層よりも多くの酸素が含まれていた。

【0059】磁性層を(Fe_aSi_b)_{100-d}O_d(ただし、a+b=100、0≤d≤10)なる組成式で表した場合のbの値と、10MHzおよび300MHzにおける初透磁率および飽和磁束密度との関係を表5に示す。

30 【0060】

サンプル	b	透磁率 (10MHz) (300MHz)		Bs [T]
e a	0	150	150	2.03
e b	2	200	200	1.98
e c	3	500	400	1.95
e d	5	1500	800	1.87
e e	7	1900	1000	1.82
e f	8	2300	1200	1.79

【0061】表5に示したように、bが3以上であるサンプルe c～サンプルe fにおいて、高い透磁率と高飽和磁束密度が得られた。なお、磁性層内のO含有率を示すdは、いずれのサンプルにおいても平均して0～3程度であった。磁性層作製中にO₂ガスを導入していないにも拘わらず、O元素が存在する場合があるのは、中間層作製時の残留酸素によるものと考えられる。

【0062】また、表5に示した測定値は成膜直後の値

であるが、作製したサンプルを300℃で熱処理した後も、基本的な傾向は表5と同じであった。また、熱処理すると、10MHzでの透磁率は2～3割向上し、300MHzでの透磁率はやや減少するか、同程度であった。10MHzでの透磁率の向上には、磁性薄膜の構造緩和等が寄与し、また300MHzでの透磁率の変化には、熱処理による膜の比抵抗の減少が影響していると考えられる。

13

【0063】なお、上記磁性薄膜は、bの値が8より多くても多層化による透磁率の向上が確認できたが、Bsは1.7T程度までに低下した。

【0064】透磁率の高いサンプルefと透磁率の低いサンプルeaとの断面TEMを観察して比較した。その結果、サンプルefでは、磁性層は結晶幅を約30～40nmとする柱状結晶からなり、中間層は1～2nm程度の微結晶をわずかに含む非晶質を母相とする構造を有することがわかった。また、磁性層において当該磁性層を成膜した中間層側から約1/3までの厚さに相当する 10 初期形成層では、粒界が酸素リッチになっていた。一方、サンプルeaでは、磁性層は結晶幅を約60～70nmとする柱状結晶からなり、一部では中間層を突き抜けた粒成長がみられた。またこの中間層内には粒径7nm以上の微結晶質が一部成長していた。

(表6)

熱処理温度による透磁率 (10MHz)

熱処理温度	200℃	250℃	300℃	350℃
サンプルfa	2000	3200	3800	1200
サンプルfb	3800	4000	4000	3000

【0068】表6に示したように、基板温度を200℃として成膜したサンプルfbは、いずれの熱処理温度においても高い透磁率を示すことがわかる。それぞれのサンプルの成膜直後の断面TEM観察を行ったところ、磁性層はいずれも柱状結晶で形成されており、この結晶幅は30～40nm程度であった。また特にサンプルfbは、サンプルfaに比べ、中間層内にFeが母組成であると考えられる 30 1～6nm程度の微結晶が観察された。サンプルfbにおいて、基板温度が高いにも拘わらず結晶幅が室温の成膜と同じように小さいのは、この微結晶を核としたランダムな結晶成長が原因していると考えられる。このように、中間層内に適度な結晶質が存在する

(表7)

サンプル	c	c/(100-c)	透磁率 (10MHz)
ga	0	0	1500
gb	23.1	0.3	1600
gc	33.3	0.5	1800
gd	44.4	0.8	1500
ge	50.0	1.0	1200
gf	54.5	1.2	600

【0071】表7に示したように、cの値が $0 \leq c \leq 50$ のサンプルga～サンプルgeにおいて高い透磁率を得ることができた。

14

【0065】サンプルefとサンプルeaとの比較から、Siは中間層の不必要な結晶化を抑制するとともに磁性層の結晶を分離する作用を有していると考えられる。また、初期形成層内の酸素は磁性結晶粒の幅方向の粒成長を抑制する作用を有していると考えられる。

【0066】次に、成膜時における基板温度を室温(サンプルfa)または200℃(サンプルfb)とした磁性薄膜を、300 [Oe]の一軸磁界中で熱処理を行い、10MHzでの初透磁率を調査した。なお、磁性層のSi量は上記サンプルeと同じ7%とした。また、これらサンプルの成膜時には、基板を回転させることにより、漏れ磁界等による異方性の影響を取り除いている。その他の成膜条件は、表5に示したサンプルと同様、上記と同じである。結果を表6に示す。

【0067】

ことが重要であると考えられる。

【0069】次に、Feターゲット上に、Si、Alチップを所定量配置することにより、組成式 $(\text{Fe}_a(\text{Si}_{100-c}\text{Al}_c)_b)_{100-d}\text{O}_d$ (但し、 $a+b=100$ 、 $0 \leq d \leq 10$)により示される厚さ100nmの磁性層 $(\text{FeSi}(\text{Al})(\text{O}))$ と、厚さ6nmの中間層 $(\text{FeSi}(\text{Al})\text{O})$ とを積層した多層膜を作製し、10MHzでの初透磁率と、cの値との関係を調査した。なお、bの値は5に固定した。その他の成膜条件は、表5のサンプルと同様、上記のとおりである。結果を表7に示す。

【0070】

【0072】また、上記と同様、厚さ100nmの磁性層と厚さ6nmの中間層とを積層した磁性薄膜を、ターゲットの組成およびスパッタリングガスを変更して種々

15

成膜した結果、 $(M_a(Si_{100-c}X_c)_b)_{100-d}O_d$ (M はFe、CoおよびNiから選ばれる少なくとも1種の磁性金属、 X はGe、Sn、AlおよびGaならびに前記 M を除く遷移金属から選ばれる少なくとも1種の元素、 a 、 b 、 c は $3 \leq b \leq 8$ 、 $a+b=100$ 、 $0 \leq c \leq 50$ 、 $0 \leq d \leq 10$)の組成範囲である磁性層と、前記 M および前記 X を含有し、かつ前記磁性層よりも酸素を多く含有する中間層とを用いると、優れた高周波特性が得られることが確認できた。

(表8)

サンプル	磁性層膜厚 Dm [nm]	中間層膜厚 Dn [nm]	透磁率 (10MHz)
h a	30	6	4000
h b	50	6	5000
h c	100	6	3200
h d	150	6	1300
h e	200	6	500

【0075】表8に示したように、磁性層の膜厚が $50 \text{ nm} \leq Dm \leq 150 \text{ nm}$ の範囲で優れた高周波特性を得ることができた。なお、サンプルh aは、透磁率は大き

(表9)

サンプル	磁性層膜厚 Dm [nm]	中間層膜厚 Dn [nm]	透磁率 (10MHz)
i a	100	1	400
i b	100	2	1500
i c	100	6	3200
i d	100	10	2000
i e	100	15	1000

【0077】表9に示したように、磁性層の膜厚が $2 \text{ nm} \leq Dm \leq 10 \text{ nm}$ の範囲で優れた高周波特性を得ることができた。なお、サンプルi aでは、TEM観察の結果、磁性結晶粒が十分分離できていないことがわかった。またサンプルi eでは飽和磁束密度の低下が著しい。

【0078】以上の結果から、優れた飽和磁束密度と磁気特性とを得るためには、 $50 \text{ nm} \leq Dm \leq 150 \text{ nm}$ かつ $2 \text{ nm} \leq Dn \leq 10 \text{ nm}$ であることが好ましいことが確認できた。

【0079】(実施例3) 本実施例では、磁性薄膜の最短膜幅Dfwに対する高周波特性を調査した。磁性薄膜

(表10)

サンプル	最短幅 Dfw	透磁率 加工後	透磁率 熱処理後
------	------------	------------	-------------

16

【0073】次に、上記と同様のFeSi(O)/FeSiO多層膜におけるbの値を5から7に変更し、また磁性層の厚みと中間層の厚みと種々変更して磁性多層膜を作製し、初透磁率について調査した。また成膜時には基板を回転させることにより、漏れ磁界等による異方性の影響を除去している。その他の成膜条件は表5のサンプルと同様、上記条件と同じである。結果を表8および表9に示す。

【0074】

いが飽和磁束密度の低下が大きかった。

【0076】

としては(実施例2)のサンプルe eを用いた。まず、このサンプルの磁性薄膜を、最短膜幅が $50 \mu\text{m} \sim 10 \mu\text{m}$ 、またサンプルの困難軸方向が長さ 10 mm の長手方向になるようにフォトリソグラフィ技術を用いてストライプ状に微細加工した。続いて、膜長さ方向が磁化容易軸方向となるように、 $300 [\text{Oe}]$ の一軸磁界中において 250°C で熱処理した。

【0080】微細加工後と微細加工後に熱処理を施したそれぞれのサンプルの膜幅の長手方向の 300 MHz での初透磁率について調べた。結果を表10に示す。

【0081】

17

	[μm]	(300MHz)	(300MHz)
i a	50	1500	700
i b	30	1400	1100
i c	20	1300	1000
i d	10	1200	1000

【0082】以上のように最短幅が $30\mu\text{m}$ 以下のサンプルは、磁界印加方向が磁化容易軸となるように、本来透磁率が向上する方向と直交する方向に熱処理を施したにも拘わらず、高い透磁率を維持していることがわかる。この結果と（実施例2）の表6の結果とを併せて考えると、磁性層一層あたりの厚みを D_m 、最短膜幅を D_{fw} とすると、 $D_m \leq D_{fw} \leq 30\mu\text{m}$ が満たされる磁性薄膜では、微細な形状へと加工しても高い周波数特性を実現できることがわかる。

【0083】

【発明の効果】以上説明したように、本発明によれば、高周波での軟磁気特性に優れ、高い飽和磁束密度を有する磁性薄膜を提供することができる。この磁性薄膜は、 300°C 以下の低温プロセスで提供できる。また、特に、微細形状に加工した後にも、好ましい磁化困難軸方向が安定で、優れた高周波特性を示すという顕著な効果がある。

【0084】また、本発明によれば、上記磁性薄膜を磁気ヘッドに用いることにより、量産性に優れた高記録密度用磁気記録ヘッドを実現できるばかりではなく、磁気記録装置の小型化、軽量化や、装置の低消費電力化を達成することができる。

【図面の簡単な説明】

【図1】 本発明の磁気ヘッドの一形態であるMIGタイプの磁気ヘッドの斜視図である。

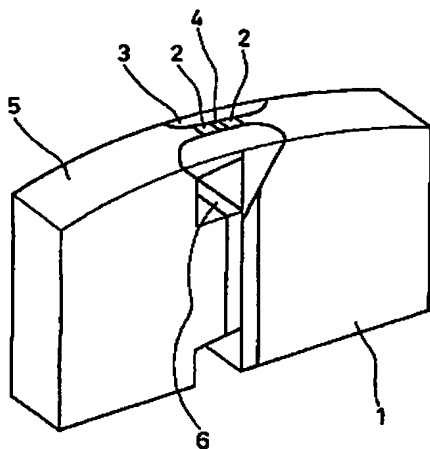
【図2】 本発明の磁気ヘッドの一形態であるLAMタイプの磁気ヘッドの斜視図と部分拡大図である。

【図3】 本発明の磁気ヘッドの一形態であるハードディスク用磁気ヘッドの部分断面図である。

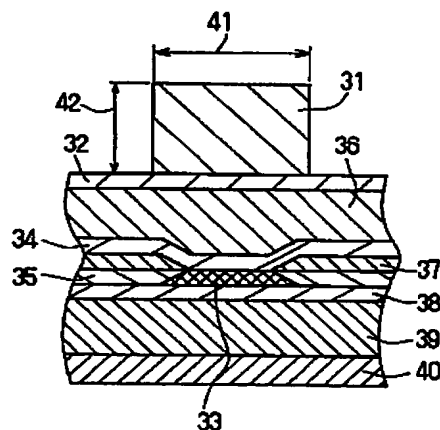
【符号の説明】

- 1 磁気コア
- 2 磁性薄膜
- 4 磁気ギャップ
- 11 非磁性体
- 12 磁気ギャップ
- 16 磁性薄膜
- 17 絶縁層
- 31 上部記録磁極
- 32 記録ギャップ膜
- 33 GMR膜
- 34 再生上部ギャップ膜
- 35 硬質磁性膜
- 36 再生上部シールド膜兼下部記録磁極
- 38 再生下部ギャップ膜
- 39 再生下部シールド膜

【図1】

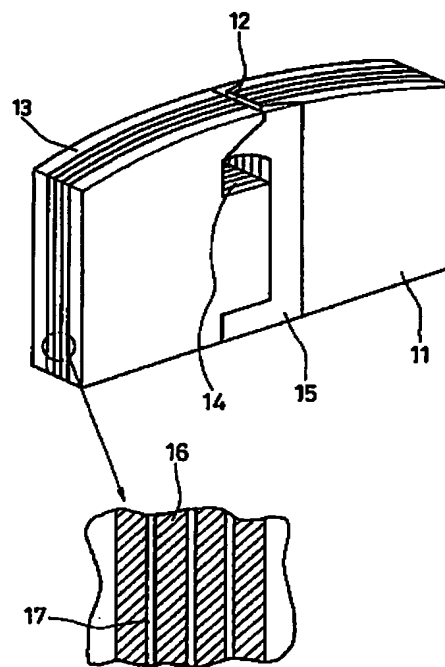


【図3】



30

【図2】



フロントページの続き

(72) 発明者 榊間 博
大阪府門真市大字門真1006番地 松下電器
産業株式会社内

F ターム (参考) 5D033 BA03 BA08
5D093 AA05 BB05 BB18 BC05 BC07
BC18 BD01 BD08 JA01
5E049 AA01 AA04 AA07 AA09 AC05
BA12 BA16

PATENT ABSTRACTS OF JAPAN

(11)Publication number : 2000-100622

(43)Date of publication of application : 07.04.2000

(51)Int.Cl. H01F 10/12
G11B 5/127
G11B 5/31

(21)Application number : 10-263855

(71)Applicant : MATSUSHITA ELECTRIC IND CO
LTD

(22)Date of filing : 18.09.1998

(72)Inventor : HIRAMOTO MASAYOSHI
MATSUKAWA NOZOMI
SAKAKIMA HIROSHI

(54) MAGNETIC THIN FILM AND MAGNETIC HEAD USING THE SAME

(57)Abstract:

PROBLEM TO BE SOLVED: To provide soft magnetic materials with high saturation density whose high frequency characteristics are excellent.

SOLUTION: This magnetic thin film is constituted by alternately laminating a magnetic layer which is indicated by a composition formula $(\text{MaXb})_{100-d}\text{Ad}$ (M is at least one kind of magnetic metal selected from Fe, Co, and Ni, and X is at least one kind of element selected from Mg, Ca, Sr, Ba, Si, Ge, Sn, Al and Ga, and transitional metal except for Fe, Co, and Ni, and A is one kind of element selected from O and N, and (a), (b), and (d) are numerical values in a range fulfilling $2 \leq b \leq 8$, $a+b=100$, and $0 \leq d \leq 10$) in which thickness Dm in each layer is present in a range $50 \text{ nm} \leq \text{Dm} \leq 500 \text{ nm}$, and an intermediate layer containing more oxygen than the M, X, and magnetic layer in which thickness Dn in each layer is present in a range $2 \text{ nm} \leq \text{Dn} \leq 10 \text{ nm}$.

LEGAL STATUS

[Date of request for examination] 07.06.2001

[Date of sending the examiner's decision of rejection]

[Kind of final disposal of application other than the examiner's decision of rejection or application converted registration]

[Date of final disposal for application]

[Patent number] 3506364

[Date of registration] 26.12.2003

[Number of appeal against examiner's decision of rejection]

[Date of requesting appeal against examiner's decision of rejection]

[Date of extinction of right]

*** NOTICES ***

JPO and NCIP are not responsible for any damages caused by the use of this translation.

1. This document has been translated by computer. So the translation may not reflect the original precisely.

2. **** shows the word which can not be translated.

3. In the drawings, any words are not translated.

CLAIMS

[Claim(s)]

[Claim 1] Empirical formula $(MaXb)_{100-d}Ad$ (however, M is at least one sort of magnetic metals chosen from Fe, Co, and nickel) X Mg, calcium, Sr, Ba, Si, germanium, Sn, aluminum, and Ga, And at least one sort of elements chosen from the transition metals except Fe, Co, and nickel, at least one sort of elements with which A is chosen from O and N, and a, b and d The magnetic layer which is shown by the numeric value of the range with which $2 \leq b \leq 8$, $a+b=100$, and $0 \leq d \leq 10$ are filled, and has the thickness D_m of a hit in the range of $50 \text{ nm} \leq D_m \leq 500 \text{ nm}$ further, The magnetic thin film characterized by carrying out the laminating of said M, said X, and the interlayer that contains much oxygen and has the thickness D_n of a hit in the range of $2 \text{ nm} \leq D_n \leq 10 \text{ nm}$ further rather than said magnetic layer by turns.

[Claim 2] The magnetic thin film according to claim 1 with which a magnetic layer contains nitrogen and contains the amorphous substance or microcrystal of $\gamma\text{-Fe}_4\text{N}$ further.

[Claim 3] A magnetic layer Empirical formula $(Ma(Si_{100-c}X'_c))_{100-d}Od$ however, at least one sort of elements with which X' is chosen from the transition metals except germanium, Sn, aluminum, Ga, and Fe, Co and nickel — It is the magnetic thin film according to claim 1 which is shown by the numeric value of the range with which b fills $3 \leq b \leq 8$, and c fills $0 \leq c \leq 50$, and has the thickness D_m of a hit in the range of $50 \text{ nm} \leq D_m \leq 150 \text{ nm}$ further.

[Claim 4] The magnetic thin film according to claim 1 to 3 whose M is Fe.

[Claim 5] The magnetic thin film according to claim 1 to 4 which has the average crystal width of face d_w of said magnetic crystal grain in the range of $5 \text{ nm} \leq d_w \leq 100 \text{ nm}$ including magnetic crystal grain with a pillar-shaped or needlelike magnetic layer.

[Claim 6] The magnetic thin film according to claim 1 to 5 with which an interlayer contains the microcrystal grain which makes the diameter d_g of average crystal grain the range of $1 \text{ nm} \leq d_g \leq D_n$.

[Claim 7] The magnetic thin film according to claim 1 to 6 with which said initial formative layer has the sum total content of the oxygen of said magnetic layer, oxygen higher than the sum total content of nitrogen, and nitrogen when even one third of the thickness of said magnetic layer is used as the initial formative layer from said interlayer side in the magnetic layer formed on the interlayer.

[Claim 8] The magnetic thin film according to claim 1 to 7 which has the shortest film width D_{fw} per one layer of magnetic layers in the range of $D_m \leq D_{fw} \leq 30 \text{ micrometer}$.

[Claim 9] The magnetic head characterized by including a magnetic thin film according to claim 1 to 8.

[Translation done.]

*** NOTICES ***

JPO and NCIP are not responsible for any damages caused by the use of this translation.

1. This document has been translated by computer. So the translation may not reflect the original precisely.
2. **** shows the word which can not be translated.
3. In the drawings, any words are not translated.

DETAILED DESCRIPTION

[Detailed Description of the Invention]

[0001]

[Field of the Invention] This invention relates to the magnetic head using the magnetic thin film of high saturation magnetic flux density used with magnetic-circuit components, such as magnetic sensors including the recording head of a hard disk drive unit (HDD), the magnetic reproducing head, and a magnetic impedance sensor, and a magnet coil, an inductor, etc., and such a magnetic thin film.

[0002]

[Description of the Prior Art] In recent years, the elongation of the record highest frequency of HDD is remarkable, and the high density record medium is going to high coercive force-ization. For this reason, with high saturation magnetic flux density, even after processing the high resistivity ρ and a still more detailed configuration, it has moderate uniaxial anisotropy in a recording head ingredient, and the high magnetic material is demanded for the permeability μ in a high frequency band.

[0003]

[Problem(s) to be Solved by the Invention] In order to meet these demands, artificers developed the multilayers shown by $M_1X_1A_1/M_2X_2A_2$ (non-magnetic metal or semimetal, and A are [M] O or N for a magnetic metal and X) (Japanese Patent Application No. No. 249360 [ten to]). However, $2X_2AM_1X_1A_1-/M_2$ multilayers had the technical problem which should be improved to the pan that the permeability in a high frequency band is low in a presentation field with few contents of the element X1 in a magnetic layer, and the element X2 in an interlayer.

[0004] This invention solves the above-mentioned technical problem, and aims at offering the magnetic thin film of high saturation magnetic flux density with which the permeability in a high frequency band has been especially improved also in a presentation field with few contents of X1, and the magnetic head using this magnetic thin film.

[0005]

[Means for Solving the Problem] In order to attain said purpose, the magnetic thin film of this invention Empirical formula $(MaXb)_{100-d}Ad$ (however, M is at least one sort of magnetic metals chosen from Fe, Co, and nickel) X Mg, calcium, Sr, Ba, Si, germanium, Sn, aluminum, and Ga, And at least one sort of elements chosen from the transition metals except Fe, Co, and nickel, at least one sort of elements with which A is chosen from O and N, and a, b and d The magnetic layer which is shown by the numeric value of the range with which $2 \leq b \leq 8$, $a+b=100$, and $0 \leq d \leq 10$ are filled, and has the thickness D_m of a hit in the range of $50 \text{ nm} \leq D_m \leq 500 \text{ nm}$ further, Said M, said X, and the interlayer that contains much oxygen and has the thickness D_n of a hit in the range of $2 \text{ nm} \leq D_n \leq 10 \text{ nm}$ further rather than said magnetic layer are characterized by carrying out a laminating by turns.

[0006] In addition, in this specification, transition metals shall mean 3A group element - 7A group element, 8 group element, 1B group element, and 2B group element. Moreover, all of suffixes a, b, and d and later c are numeric values to show atomic %.

[0007] The magnetic thin film of this invention has realized high saturation magnetic flux density, when X considers as few (b is small) presentation fields as mentioned above. It has controlled by

using the magnetic layer and interlayer who have the thickness of the above-mentioned range for direct association of the magnetic crystal grain between the magnetic layers which become easy to produce b in the thing [making it small] on the other hand. Consequently, strong magnetostatic association is realized and it is thought that the RF property has been improved.

[0008] As for M, specifically in the magnetic thin film of this invention, it is desirable that they are Fe, a FeCo alloy, or a FeCoNi alloy.

[0009] X and A which are contained in a magnetic layer offer at least one of the effectiveness which reduces the crystal magnetic anisotropy of the magnetic crystal grain which makes crystal grain of a magnetic metal detailed which raises corrosion resistance of making magnetostriction small. For example, as X, when M is Fe, although based also on each addition, Zn, Pt, Rh, Ru, etc. raise corrosion resistance, Cr, germanium, Ga, V, aluminum, Si, Ti, and Mo reduce a crystal magnetic anisotropy, and Ti, Si, and Sn lower magnetostriction. Although X has one kind or effectiveness, the operation to which two or more sorts of compound addition also lowers the diameter of crystal grain further becomes remarkable. By furthermore adding A, the diameter of crystal grain can be made detailed more, and soft magnetic characteristics can be raised.

[0010] However, if X is added to extent to which b becomes larger than 8 or d adds A to extent which increases more than 10, saturation magnetic flux density (Bs) will fall remarkably.

[0011] In the above-mentioned magnetic thin film, if the thickness (Dm) of a magnetic layer becomes smaller than 50nm, the fall of Bs will become remarkable. On the other hand, if Dm becomes larger than 500nm, sufficient magnetostatic association is unrealizable. Unless magnetostatic association is enough, a good RF property is not acquired in the condition that micro processing of the magnetic thin film was carried out, for example to about 100nm of the maximum shortest breadth numbers. Moreover, if an interlayer's thickness (Dn) becomes smaller than 2nm, dissociating between magnetic layers will become inadequate and soft magnetic characteristics will deteriorate. The fall of Bs becomes remarkable while magnetostatic association between magnetic layers will become weaker on the other hand, if Dn becomes larger than 10nm.

[0012] In the magnetic thin film of this invention, if the amorphous substance or microcrystal of gamma'-Fe4N is contained in this magnetic layer when a magnetic layer contains nitrogen (N), it will become possible to improve the soft magnetic characteristics of a magnetic thin film itself. This is considered for the so-called detailed-ized effectiveness that the Fe4N amorphous substance or microcrystal formed into the magnetic layer controls grain growth of the magnetic crystal grain at the time of membrane formation and heat treatment, and controls the crystal magnetic anisotropy of the appearance of the whole magnetic layer to arise.

[0013] In the magnetic thin film of this invention a magnetic layer Moreover, empirical formula (Ma (Si100-cX'c) b) 100-dOd however, at least one sort of elements with which X' is chosen from the transition metals except germanium, Sn, aluminum, Ga, and Fe, Co and nickel — It is desirable that it is shown by the numeric value of the range with which b fills $3 \leq b \leq 8$, and c fills $0 \leq c \leq 50$, and the thickness Dm of a hit is in the range of $50 \text{ nm} \leq Dm \leq 150 \text{ nm}$ further.

[0014] Thus, while lowering the crystal magnetic anisotropy of magnetic crystal grain for Si which dissolves in part mainly in the magnetic crystal grain of a magnetic layer by making into the above-mentioned range the content of Si contained in a magnetic layer, and X', increase of magnetostriction can be pressed down to min. Consequently, the magnetic thin film which has the permeability excellent also in the high frequency band is realizable.

[0015] Moreover, an interlayer's thermal stability improves by carrying out specified quantity content of the elements (the above X except 7A group element, 8 group element, and 1B group element), such as Si, germanium, aluminum, Ga, Ti, V, Cr, etc. with the oxide free energy of formation smaller than Fe, Co, and nickel, especially at a magnetic layer. This is considered to be for controlling diffusion inside a magnetic layer by catching near the interlayer the oxygen element which the above-mentioned element in a magnetic layer is contained in an interlayer, and diffuses toward the inside of a magnetic layer from the oxide of unstable M element thermally. Moreover, it is also thought that it is for the generated oxide to act as a barrier layer which controls the oxygen diffusion from the middle class.

[0016] In this magnetic thin film, when there is less b than 3, the reduction effectiveness of the crystal anisotropy energy by Si etc. will not fully be acquired, but thermal stability will also be

missing. Moreover, if c becomes larger than 50, the effectiveness by above-mentioned Si will not fully be acquired.

[0017] In the above-mentioned magnetic thin film, it is desirable that M is Fe. It is because it is easy to realize comparatively low magnetostriction with high saturation magnetic flux density. If such a magnetic material is used for the recording head section of HDD, the record noise produced with contact on a disk etc. can be controlled.

[0018] Moreover, in the above-mentioned magnetic thin film, it is desirable that the average crystal width of face d_w (diameter of average crystal grain in a field parallel to a substrate side) of this magnetic crystal grain is in the range of $5\text{ nm} \leq d_w \leq 100\text{ nm}$ including magnetic crystal grain with a pillar-shaped or needlelike magnetic layer. Since the permeability excellent in the plane is still higher saturation magnetic flux density and high frequency band is realizable, it comes out. If d_w is made smaller than 5 nm , the grain boundary of crystal grain will increase and the fall of B_s will become remarkable. On the other hand, if d_w is made larger than 100 nm , when the shortest width of face will use it for it, for example, carrying out micro processing of the magnetic thin film to extent used as hundreds of nm , the size and the shortest width of face of the diameter of crystal grain become comparable. For this reason, since the direction of a hard axis of a magnetic thin film is strongly influenced of the hard axis of magnetic crystal grain, it becomes difficult to form a hard axis in the direction desirable as a device.

[0019] In the above-mentioned magnetic thin film, it is desirable that an interlayer contains the microcrystal grain which makes the diameter d_g of average crystal grain the range of $1\text{ nm} \leq d_g < D_n$. Some such microcrystal grains may be contained in the interlayer. If the size of the above-mentioned microcrystal grain becomes more than D_n , separation between magnetic layers will become difficult and the soft magnetic characteristics of a magnetic thin film will deteriorate. In addition, the pillar-shaped or needlelike crystal which grows considering a microcrystal as a nucleus by considering as the gestalt which contains a microcrystal smaller than interlayer width of face as mentioned above although an interlayer may be fundamentally amorphous — detailed — —izing — easy — the above — the magnetic layer which has desirable average crystal width of face can be formed.

[0020] Moreover, in the above-mentioned magnetic thin film, when even one third of the thickness of said magnetic layer is used as the initial formative layer from said interlayer side in the magnetic layer formed on the interlayer, it is desirable that said initial formative layer has the sum total content of the oxygen of said magnetic layer, oxygen higher than the sum total content of nitrogen, and nitrogen. In such a magnetic thin film, since the initial formative layer is made detailed with oxygen and/or nitrogen, crystal width of face of the magnetic crystal grain in the remaining magnetic layers which grow as a nucleus is made detailed by the whole mainly in the initial formative layer. Therefore, while the soft magnetic characteristics of a magnetic thin film improve, it becomes possible to maintain B_s highly from the film which made many oxygen and nitrogen contain in the whole magnetic layer.

[0021] Moreover, in the above-mentioned magnetic thin film, when the shortest film width per one layer of magnetic layers is set to D_{fw} , it is desirable that it is $D_m \leq D_{fw} \leq 30\text{ micrometer}$. Here, the shortest film width means the die length of the shortest section of the magnetic layer in film surface inboard. In such a magnetic thin film, even if it processes a detailed configuration, the good property in a high frequency band is realizable.

[0022] If D_{fw} becomes shorter than the thickness D_m of one layer of magnetic layers, by the anti-field, the inclination to incline in the direction where magnetization is perpendicular to a film surface from from near the inside of a film surface will be born, and soft magnetic characteristics will deteriorate. Moreover, by setting D_{fw} to 30 micrometers or less as mentioned above, the magnetization direction of the magnetic thin film with which it becomes easy to turn to the sense of the magnetization in a magnetic layer in the direction of the shortest film width, consequently it was made detailed can be controlled by size, and degradation of the RF property by ferromagnetic resonance can be controlled.

[0023] Moreover, in order to attain the above-mentioned purpose, the magnetic head of this invention is characterized by including the above-mentioned magnetic thin film.

[0024]

[Embodiment of the Invention] As for the magnetic thin film of this invention, it is desirable to form in a low-gas-pressure ambient atmosphere. Especially as such a forming-membranes method, although it does not limit, the sputtering method represented by the (RF RF) magnetron sputtering method, the (direct-current DC) sputtering method, the opposite target sputtering method, the ion beam sputtering method, etc., for example and various kinds of vacuum deposition can be mentioned.

[0025] For example, when based on the sputtering method, a magnetic thin film can be manufactured by determining the presentation of an alloy target in consideration of the presentation after membrane formation of a magnetic layer and each interlayer, carrying out sputtering of this alloy target in inert gas first, and forming a magnetic layer and an interlayer by turns on a substrate. In this case, sputtering of the alloying element pellet may be arranged and carried out on an alloy target, and the reactive-sputtering method which introduces some alloying elements in equipment in the state of gas may be applied. In addition, ***** [the number of the electrodes which discharge / one] depending on a presentation.

[0026] When applying such a sputtering method, a difference of the film property by the apparent coefficient of thermal expansion and the location of a substrate and a target etc. can be controlled with the structure of the magnetic thin film to form by controlling membrane formation conditions, such as the direction of the magnetic field value a temperature [of discharge gas pressure, discharge power, and a substrate], bias condition [of a substrate], and target top, and near the substrate, a target configuration, and the incidence particle to a substrate, and a class of discharge gas. The magnetic thin film immediately after membrane formation may be heat-treated at predetermined temperature in a field or a non-field if needed. In this case, a heat treatment ambient atmosphere has the desirable inside of a vacuum or inert gas, and 100-350 degrees C of heat treatment temperature are desirable.

[0027] A magnetic thin film which was explained above can be especially used suitably as the magnetic heads, such as a MIG (Metal In Gap) head, a LAM head (laminating mold head; Lamination Head), and a head for hard disks, although it can use suitably for magnetic devices, such as a magnetic sensor and magnetic-circuit components.

[0028] Hereafter, it explains, referring to a drawing about the example of such the magnetic head.

[0029] The MIG head shown in drawing 1 equips with the magnetic thin film 2 of this invention about four magnetic gap of the magnetic core 1 which consists of a ferrite. The magnetic gap 4 is pinched with glass 3 from both sides. moreover, the electromagnetism to which a hole 6 abbreviates illustration -- it is formed in order to pass a coil.

[0030] The LAM head shown in drawing 2 has the structure where the magnetic thin film 16 of this invention was pinched with non-magnetic material 11. A magnetic thin film 16 is used as a layered product with an insulating layer 17. This layered product is arranged so that the cross section by which the laminating was formed and carried out so that it might intersect perpendicularly with a magnetic gap 12 may face the tape transit side 13. this magnetic head -- the magnetic head of drawing 1 -- the same -- electromagnetism -- the hole 14 for twisting a coil is formed.

[0031] As for the head for hard disks shown in drawing 3 , the playback lower shielding film 39, the playback lower gap film 38, the GMR (Giant Magnetoresistance) film 33 and the hard magnetic film 35, the playback up gap film 34, the lower [the playback up shielding film-cum-] record magnetic pole 36, and the record gap film 32 are formed in order on the substrate 40. Moreover, between the hard magnetic film 35 and the playback up gap film 34, the terminal 37 intervenes from both sides toward the GMR section 33. Furthermore, on the record gap film 32, it has the predetermined thickness 42 and the up record magnetic pole 31 which makes width of face a recording width 41 is formed.

[0032] In the magnetic head using the magnetic thin film of this invention, a high frequency band and the recording characteristic which was excellent in especially magnetic recording 50MHz or more are realizable.

[0033]

[Example] In the following examples, each thin film was produced using the RF magnetron sputtering method or the DC magnetron sputtering method. Membrane structure was measured using the X diffraction (XRD), and was observed using the transmission electron microscope

(TEM). EPMA estimated the component analysis. Moreover, permeability was estimated with 1 turn coil and VSM estimated saturation magnetic flux density. Hereafter, the detail of an example is described.

[0034] (Example 1) In this example, it investigated about the presentation range where the permeability in a RF becomes the optimal, magnetic layer thickness, interlayer thickness, the fine structure, etc. centering on the magnetic thin film which sets a magnetic layer to Fe(Si) N and sets an interlayer to Fe(Si) ON. In addition, the component in () is not contained depending on a sample.

[0035] The membrane formation conditions are as follows.

substrate: -- nonmagnetic ceramic substrate substrate temperature: -- 200-degree-C target: -- the time of Fe or FeSi alloy target membrane formation -- substrate: -- rotary-targets size: -- 3 inch discharge-gas-pressure: -- 3mTorr discharge power: -- 300W sputtering gas: -- 25% (O₂/ (Ar+O₂)) [0036] of 6% [of magnetic layer Ar+N₂:nitrogen flow rate] (N₂/(Ar+N₂)) : interlayer Ar+O₂+N₂:oxygen flow rate While membranous formation used the same Fe target or the FeSi alloy target about the same magnetic thin film, the interlayer carried out the magnetic layer by introducing O₂ gas into this ambient atmosphere still more nearly continuously in the Ar+N₂ mixed-gas ambient atmosphere. Thus, the laminating of the magnetic layer (Fe(Si) N) of 100nm of thickness and every ten layers (Fe(Si) ON) of the interlayers of 6nm of thickness was carried out by turns, and magnetic multilayers of about 1 micrometer of thickness were produced. Also in which magnetic multilayers, much oxygen was contained in the interlayer rather than the magnetic layer. Moreover, the monolayer which consists of a magnetic layer of a monolayer with a thickness of 1 micrometer for a comparison was produced.

[0037] a magnetic layer -- 100(FeaSib)-dNd (however, a+b=100, 0<=d<=10) -- the relation between the value of b at the time of expressing with an empirical formula and the initial permeability in 10MHz of monolayer and multilayers is shown in Table 1.

[0038]

(Table 1)

----- Permeability Sample b (10MHz) Monolayer Multilayers -----
aa 0 1500 500 ab 1 1500 1000 ac 2 1700 3000 ad 32000 4000 ae 5 2000 4000 af 8 1500 3500 -----

[0039] As shown in Table 1, high permeability was obtained in the multilayers of the sample ac whose b is two or more - Sample af. Moreover, also in which sample, saturation magnetic flux density Bs was more than 1.7T. In addition, d which shows N content in a magnetic layer was three to about ten also in which sample.

[0040] Moreover, although the measured value shown in Table 1 was a value immediately after membrane formation, after heat-treating the produced sample at 300 degrees C, the fundamental inclination was even the same as Table 1.

[0041] Moreover, when the substrate temperature at the time of membrane formation was changed into the room temperature and produced, in any sample, initial permeability decreased about 1 to 50 percent. As a result of an X diffraction's investigating the membranous fine structure, as for the magnetic film which produced substrate temperature as 200 degrees C, the amorphous substance of gamma'-Fe₄N or the diffraction line of a microcrystal was observed for all. On the other hand, from the film produced at the room temperature, these diffraction lines were hardly observed. Therefore, it turns out that it is desirable that gamma'-Fe₄N exists in a magnetic layer.

[0042] In addition, although it has checked improvement in the permeability by multilayering even if the above-mentioned magnetic thin film had more values of b than 8, Bs fell to about 1.6T.

[0043] Like the above moreover, the magnetic thin film which carried out the laminating of a magnetic layer with a thickness of 100nm and the interlayer with a thickness of 6nm The result of having changed a presentation and sputtering gas of a target and having formed membranes variously, (MaXb) 100-dAd (at least one sort of magnetic metals with which M is chosen from Fe, Co, and nickel --) At least one sort of elements with which X is chosen from the transition metals except Mg, calcium, Sr, Ba, Si, germanium, Sn, aluminum, Ga, and said M, The magnetic layer whose A is at least one sort of O and N and 2<=b<=8, a+b=100, and the presentation range of a, b, and whose c are 0<=d<=10, When the interlayer who contains said M and said X, and contains

many oxygen rather than said magnetic layer was used, it has checked that the outstanding RF property was acquired.

[0044] Furthermore, when the monolayer and multilayers which were produced so that N₂ flow rate might be changed and d might become the above-mentioned range were compared, in multilayers, it became clear that permeability cannot be easily influenced of nitrogen content. Thus, in multilayers, in order to show the permeability which was excellent in the range where nitrogen content is large, when forming a magnetic thin film by the large area comparatively especially at the time of mass production, improvement in the yield can be expected.

[0045] Next, the value of b was fixed to 2, the discharge gas pressure at the time of membrane formation was changed in the range of 0.8mTorr(s) – 8mTorr, multilayers were produced, and it investigated about the permeability. Other membrane formation conditions are the same as the above.

[0046] TEM observation of the film cross section of the produced magnetic film investigated each crystal size. Magnetic crystal grain pillar-shaped [the magnetic layer of the multilayers which formed membranes] thru/or needlelike is made into the host phase, and the height of magnetic crystal grain was mostly in agreement with the thickness of a magnetic layer.

[0047] The relation between the crystal width of face of magnetic crystal grain and the initial permeability in 10MHz is shown in Table 2. Here, the crystal width of face dw of magnetic crystal grain is describing the die length of the minor axis of the ellipsoid, when a columnar crystal is assumed to be a cylinder and it is assumed that they are the diameter of the column and a spheroid. In addition, since the TEM photograph observable in a cross section TEM was looking at the cross section of column-like arbitration, it performed amendment to the size of the crystal grain at the time of observing in parallel with a film surface by making the value 4/π Doubled to the measured die length into the crystal width of face dw.

[0048]

(Table 2)

----- Sample Crystal width of face Permeability dw [nm] (10MHz) -----
----- ba 4 300 bb 5 1000 bc 10 4000 bd 20 3000 be 100 2000 bf 200 400 -----

[0049] It was checked that the RF property which was excellent when pillar-shaped or needlelike magnetic crystal grain was contained in a magnetic layer and the average crystal width of face dw of the magnetic crystal grain was in the range of 5 nm<=dw<=100nm, as shown in Table 2 is acquired.

[0050] Next, the value of b was fixed to 3, various thickness of a magnetic layer and an interlayer's thickness were changed, and the initial permeability of multilayers was investigated. Other membrane formation conditions are the same as the above. A result is shown in Table 3 and 4.

[0051]

(Table 3)

----- Sample Magnetic layer thickness Interlayer thickness Permeability Dm
[nm] Dn [nm] MHz ----- ca 30 6 3000 cb 50 6 5000 cc 100 6 4000 cd 500 6
3000 ce600 6 2000 ----- [0052] As shown in Table 3, the thickness of a

magnetic layer was able to acquire the RF property which was excellent in the range which is 50 nm<=Dm<=500nm. On the other hand, the permeability of Sample ce is comparable as the permeability of monolayer shown in Table 1, and the fall of saturation magnetic flux density became large in Sample ca.

[0053]

(Table 4)

----- Sample Magnetic layer thickness Interlayer thickness Permeability Dm
[nm] Dn [nm] MHz ----- da 100 1 300 db 100 2 2500 dc 100 6 4000 dd 100
10 3000 de100 15 1500 ----- [0054] As shown in Table 4, an interlayer's

thickness was able to acquire the RF property which was excellent in the range which is 2 nm<=Dn<=10nm. On the other hand, it was checked that magnetic crystal grain has not separated Sample da enough as a result of TEM observation. Moreover, in Sample de, initial permeability is below monolayer and the fall of saturation magnetic flux density is also remarkable.

[0055] In order to acquire the outstanding saturation magnetic flux density and magnetic

properties from the above result, it has checked that it was desirable that they are $50 \text{ nm} \leq D_m \leq 500 \text{ nm}$ and $2 \text{ nm} \leq D_n \leq 10 \text{ nm}$.

[0056] (Example 2) In this example, the magnetic layer was investigated about the presentation range where the permeability in a RF becomes the optimal, magnetic layer thickness, interlayer thickness, the fine structure, etc. centering on the magnetic thin film which sets Fe (Si), (O), and an interlayer to Fe(Si) O. In addition, the component in () is not contained depending on a sample.

[0057] The membrane formation conditions are as follows.

substrate: — nonmagnetic ceramic substrate substrate temperature: — room temperature target: — the time of Fe target or FeSi alloy target membrane formation — substrate: — fixed target size: — 3 inch discharge—gas—pressure: — 8mTorr discharge power: — 300W sputtering gas: — magnetic layer Ar:interlayer Ar+O₂:oxygen flow rate (O₂/(Ar+O₂)) = — 25% [0058] While membranous formation used the same Fe target or the FeSi alloy target about the same magnetic thin film, the interlayer carried out the magnetic layer by introducing O₂ gas into this ambient atmosphere still more nearly continuously in Ar gas ambient atmosphere. Thus, the laminating of the magnetic layer (Fe (Si), (O)) of 100nm of thickness and every ten layers (Fe (Si) O) of the interlayers of 6nm of thickness was carried out by turns, and magnetic multilayers of about 1 micrometer of thickness were produced. Also in which magnetic multilayers, much oxygen was contained in the interlayer rather than the magnetic layer.

[0059] a magnetic layer — 100(FeaSib)—dOd (however, a+b=100, 0<=d<=10) — the relation between the value of b at the time of expressing with an empirical formula, and the initial permeability and saturation magnetic flux density in 10MHz and 300MHz is shown in Table 5.

[0060] (Table 5)

Sample b Permeability Bs (10MHz) (300MHz) [T]																													
ea	0	150	150	2.03	eb	2	200	200	1.98	ec	3	500	400	1.95	ed	5	1500	800	1.87	ee	7	1900	1000	1.82	ef	8	2300	1200	1.79

[0061] As shown in Table 5, in the sample ec whose b is three or more — Sample ef, high permeability and high saturation magnetic flux density were obtained. In addition, d which shows O content in a magnetic layer was averaged also in which sample, and was zero to about three. In spite of having not introduced O₂ gas during magnetic layer production, it is considered to be based on the residual oxygen at the time of interlayer production that O element may exist.

[0062] Moreover, although the measured value shown in Table 5 was a value immediately after membrane formation, after heat—treating the produced sample at 300 degrees C, the fundamental inclination was even the same as Table 5. Moreover, when heat—treated, it was comparable in whether the permeability of 300MHz decreases a little by the permeability in 10MHz improving 2 to 30 percent. The structural relaxation of a magnetic thin film etc. contributes to improvement in the permeability in 10MHz, and it is thought that reduction of the specific resistance of the film by heat treatment has influenced change with a permeability of 300MHz.

[0063] In addition, although it has checked improvement in the permeability by multilayering even if the above—mentioned magnetic thin film had more values of b than 8, Bs fell to about 1.7T.

[0064] The cross section TEM of the sample ef with high permeability and the sample ea with low permeability was observed and compared. Consequently, with Sample ef, the magnetic layer consisted of a columnar crystal which sets crystal width of face to about 30–40nm, and it turned out that an interlayer has the structure which makes a host phase the amorphous substance which contains an about 1–2nm microcrystal slightly. Moreover, by the initial formative layer which is equivalent to the thickness to 3 about 1/, the grain boundary had become oxygen Rich from the middle class side who formed the magnetic layer concerned in the magnetic layer. On the other hand, with Sample ea, the magnetic layer consisted of a columnar crystal which sets crystal width of face to about 60–70nm, and, partly, the grain growth which ran through the interlayer was seen. Moreover, into this interlayer, a part of quality of a microcrystal with a particle size of 7nm or more was growing.

[0065] From the comparison with Sample ef and Sample ea, Si is considered to have the operation which separates the crystal of a magnetic layer while it controls an interlayer's unnecessary crystallization. Moreover, it is thought that the oxygen in the initial formative layer has the

operation which controls grain growth of the cross direction of magnetic crystal grain.

[0066] Next, the magnetic thin film which made substrate temperature at the time of membrane formation a room temperature (sample fa) or 200 degrees C (sample fb) was heat-treated in the 1 shaft field of 300 [Oe], and the initial permeability in 10MHz was investigated. In addition, the amount of Si of a magnetic layer was made into the 7 same% as the above-mentioned sample ee. Moreover, at the time of membrane formation of these samples, the effect of the anisotropy by a leakage field etc. is removed by rotating a substrate. Other membrane formation conditions are the same as the above like the sample shown in Table 5. A result is shown in Table 6.

[0067]

(Table 6)

----- The permeability by heat treatment temperature (10MHz) -----
 ----- Heat treatment temperature 200 degrees C 250 degrees C 300 degrees C
 350 degrees C Sample fa 2000 3200 3800 1200 Sample fb 3800 4000 4000 3000 -----

[0068] As shown in Table 6, it turns out that the sample fb which formed substrate temperature as 200 degrees C shows high permeability also in which heat treatment temperature. When cross-section TEM observation immediately after membrane formation of each sample was performed, each magnetic layer was formed with the columnar crystal, and this crystal width of face was about 30-40nm. Moreover, the about 1-6nm microcrystal with which Sample fb is considered that Fe is a mother presentation in an interlayer compared with Sample fa was observed especially. In Sample fb, although substrate temperature is high, small one is considered that the random crystal growth which used this microcrystal as the nucleus results like [crystal width of face] membrane formation of a room temperature. Thus, it is thought important that a moderate crystalline substance exists in an interlayer.

[0069] On Fe target next, by carrying out specified quantity arrangement of Si and the aluminum chip Empirical formula ($\text{Fe}_a(\text{Si}_{100-c}\text{Al}_c)_b$) 100- A magnetic layer with a thickness of 100nm shown by dOd (however, $a+b=100$, $0 \leq d \leq 10$) (FeSi (aluminum), (O)), The multilayers which carried out the laminating of the interlayer (FeSi (aluminum) O) with a thickness of 6nm were produced, and the relation between the initial permeability in 10MHz and the value of c was investigated. In addition, the value of b was fixed to 5. Other membrane formation conditions are as above-mentioned like the sample of Table 5. A result is shown in Table 7.

[0070]

(Table 7)

----- Sample c c/(100-c) Permeability (10MHz) ----- ga 0 0
 1500 gb 23.1 0.3 1600 gc 33.3 0.5 1800 gd 44.4 0.8 1500 ge 50.0 1.0 1200 gf 54.5 1.2 600 -----

[0071] As shown in Table 7, the value of c was able to obtain high permeability in the sample ga of $0 \leq c \leq 50$ - Sample ge.

[0072] Like the above moreover, the magnetic thin film which carried out the laminating of a magnetic layer with a thickness of 100nm and the interlayer with a thickness of 6nm The result of having changed a presentation and sputtering gas of a target and having formed membranes variously, ($\text{Ma}(\text{Si}_{100-c}\text{X}_c)_b$) 100-dOd (at least one sort of magnetic metals with which M is chosen from Fe, Co, and nickel --) At least one sort of elements with which X is chosen from the transition metals except germanium, Sn, aluminum, Ga, and said M, and the magnetic layer $3 \leq b \leq 8$, $a+b=100$, $0 \leq c \leq 50$, and the presentation range of a, b, and whose c are $0 \leq d \leq 10$, When the interlayer who contains said M and said X, and contains many oxygen rather than said magnetic layer was used, it has checked that the outstanding RF property was acquired.

[0073] Next, the value of b in the same $\text{FeSi}(\text{O})/\text{FeSiO}$ multilayers as the above was changed into 7 from 5, and it changed variously with the thickness of a magnetic layer, and an interlayer's thickness, magnetic multilayers were produced, and it investigated about initial permeability. Moreover, by rotating a substrate at the time of membrane formation, the effect of the anisotropy by a leakage field etc. is removed. Other membrane formation conditions are the same as the above-mentioned conditions like the sample of Table 5. A result is shown in Table 8 and 9.

[0074]

(Table 8)

----- Sample Magnetic layer thickness Interlayer thickness Permeability Dm

[nm] Dn [nm] MHz ----- ha 30 6 4000 hb 50 6 5000 hc 100 6 3200 hd 150 6 1300 he 200 6 500 ----- [0075] As shown in Table 8, the thickness of a magnetic layer was able to acquire the RF property which was excellent in the range which is $50 \text{ nm} \leq D_m \leq 150 \text{ nm}$. In addition, Sample ha had the fall of saturation magnetic flux density large [permeability], although permeability was large.

[0076]

(Table 9)

----- Sample Magnetic layer thickness Interlayer thickness Permeability Dm
[nm] Dn [nm] MHz ----- ia 100 1 400 ib 100 2 1500 ic 100 6 3200 id 100 10 2000 ie 100 15 1000 ----- [0077] As shown in Table 9, the thickness of a magnetic layer was able to acquire the RF property which was excellent in the range which is $2 \text{ nm} \leq D_m \leq 10 \text{ nm}$. In addition, with Sample ia, TEM observation showed that magnetic crystal grain had not dissociated enough. Moreover, with Sample ie, the fall of saturation magnetic flux density is remarkable.

[0078] In order to acquire the outstanding saturation magnetic flux density and magnetic properties from the above result, it has checked that it was desirable that they are $50 \text{ nm} \leq D_m \leq 150 \text{ nm}$ and $2 \text{ nm} \leq D_n \leq 10 \text{ nm}$.

[0079] (Example 3) In this example, the RF property over the shortest film width Dfw of a magnetic thin film was investigated. The sample ee of (an example 2) was used as a magnetic thin film. First, the shortest film width carried out micro processing of the magnetic thin film of this sample to the shape of a stripe using the photolithography technique so that 50 micrometers – 10 micrometers and the difficult shaft orientations of a sample might turn into a longitudinal direction with a die length of 10mm. Then, it heat-treated at 250 degrees C in the 1 shaft field of 300 [Oe] so that the film die-length direction might turn into the direction of an easy axis.

[0080] It investigated about the 300MHz initial permeability of the longitudinal direction of the film width of each sample which heat-treated after micro processing and micro processing. A result is shown in Table 10.

[0081]

(Table 10)

----- Sample The shortest width of face Permeability Permeability Dfw After processing After heat treatment [mum] (300MHz) (300MHz) ----- ia 50 1500 700 ib 30 1400 1100 ic 20 1300 1000 id 10 1200 1000 ----- [0082] It turns out that it is maintaining high permeability although the shortest width of face heat-treated in the direction where the sample 30 micrometers or less of permeability originally improves so that the field impression direction may serve as an easy axis, and the direction which intersects perpendicularly as mentioned above. If this result and the result of Table 6 of (an example 2) are considered collectively, when it will set thickness per one layer of magnetic layers to Dm and the shortest film width will be set to Dfw, even if it processes it to a detailed configuration, with the magnetic thin film with which $D_m \leq D_{fw} \leq 30 \text{ micrometer}$ is filled, it turns out that high frequency characteristics are realizable.

[0083]

[Effect of the Invention] As explained above, according to this invention, it excels in the soft magnetic characteristics in a RF, and the magnetic thin film which has high saturation magnetic flux density can be offered. This magnetic thin film can be offered in a low-temperature process 300 degrees C or less. Moreover, also after processing a detailed configuration especially, the remarkable effectiveness that the desirable direction of a hard axis is stable, and the outstanding RF property is shown is.

[0084] Moreover, the magnetic-recording head for high recording density excellent in mass-production nature is not only realizable, but according to this invention, it can attain the miniaturization of a magnetic recording medium, lightweight-izing, and low-power-ization of equipment by using the above-mentioned magnetic thin film for the magnetic head.

*** NOTICES ***

JPO and NCIP are not responsible for any damages caused by the use of this translation.

1.This document has been translated by computer. So the translation may not reflect the original precisely.

2.**** shows the word which can not be translated.

3.In the drawings, any words are not translated.

DESCRIPTION OF DRAWINGS

[Brief Description of the Drawings]

[Drawing 1] It is the perspective view of the magnetic head of the MIG type which is one gestalt of the magnetic head of this invention.

[Drawing 2] It is LAM type the perspective view and partial enlarged drawing of the magnetic head which are one gestalt of the magnetic head of this invention.

[Drawing 3] It is the fragmentary sectional view of the magnetic head for hard disks which is one gestalt of the magnetic head of this invention.

[Description of Notations]

1 Magnetic Core

2 Magnetic Thin Film

4 Magnetic Gap

11 Non-magnetic Material

12 Magnetic Gap

16 Magnetic Thin Film

17 Insulating Layer

31 Up Record Magnetic Pole

32 Record Gap Film

33 GMR Film

34 Playback Up Gap Film

35 Hard Magnetic Film

36 Lower [Playback Up Shielding Film-cum-] Record Magnetic Pole

38 Playback Lower Gap Film

39 Playback Lower Shielding Film

[Translation done.]

*** NOTICES ***

JPO and NCIP are not responsible for any damages caused by the use of this translation.

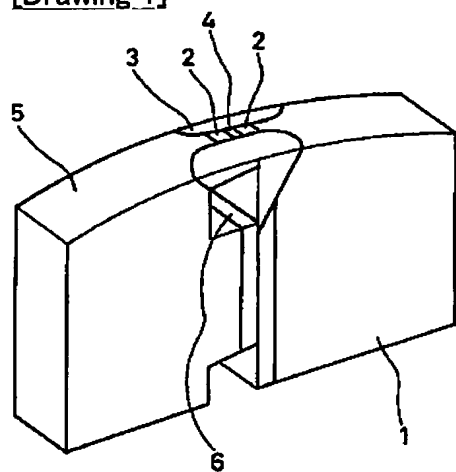
1.This document has been translated by computer. So the translation may not reflect the original precisely.

2.*** shows the word which can not be translated.

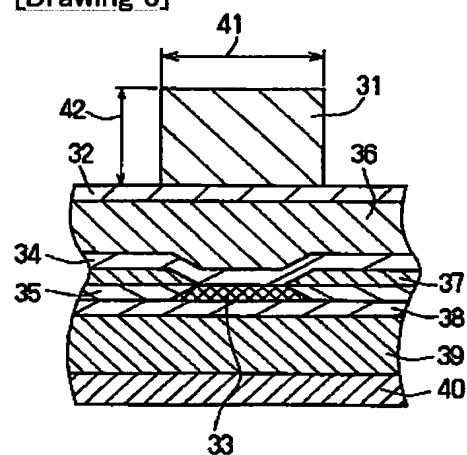
3.In the drawings, any words are not translated.

DRAWINGS

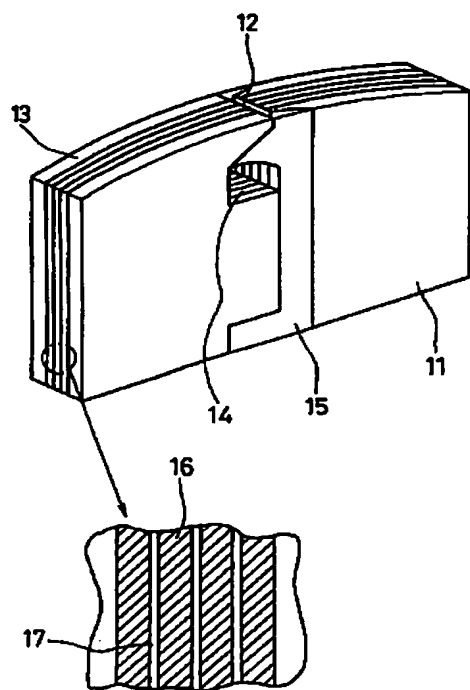
[Drawing 1]



[Drawing 3]



[Drawing 2]



[Translation done.]